УДК 621.184.3

РЕНТГЕНОМЕТРИЯ АНОМАЛЬНЫХ ТЕМПЕРАТУРНЫХ РАСШИРЕНИЙ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ СТАЛЕЙ

А.С. Заворин, Л.Л. Любимова, Б.В. Лебедев, А.А. Макеев, А.А. Ташлыков

Томский политехнический университет
E-mail: aleks@ped.tpu.ru

На основе методик рентгеноструктурных измерений внутренних напряжений кристаллических решеток трубных сталей показаны аномалии термических расширений и знакопеременные изменения внутренних напряжений, свойственные термическим структурным переходам.

Аномалии линейных термических расширений кристаллических решеток обнаружены методом рентгеновской дифракции (микродилатометрия) для многих чистых металлов [1] и дилатометрическими исследованиями для закаленной углеродистой стали в определенных интервалах температур отпуска [2].

В первом случае они связываются с фазовыми переходами I или II рода (магнитными превращениями) или не обсуждаются, если таковые отсутствуют в диапазоне исследуемых температур. Во втором случае аномальные изменения длины образца объясняются соответствующими структурными превращениями при отпуске. Общая тенденция при отпуске стали заключается в том, что показатели прочности (твердость, σ_B, $\sigma_{0,2}$) падают, а показатели пластичности растут, однако изменение этих свойств так же не носит монотонного характера, и в некоторых случаях температуры аномальных удлинений совпадают с температурами аномальных свойств [2]. Это позволяет предположить, что аномальные расширения кристаллических решеток и механические свойства связаны с явлениями структурной температурной неустойчивости сталей и должны быть объединены общими характерными температурными точками.

В этой связи в данной работе методом высокотемпературной рентгенографии проведены комплексные исследования энергетических сталей по установлению зависимости от температуры параметра элементарной ячейки, собственных внутренних микронапряжений II рода σ_{II} и зональных напряжений (макронапряжений I рода) σ_I с целью установления взаимосвязи между этими параметрами, для чего использованы апробированные методики [3–5].

Эксперимент проведен на основе термоциклирования в вакууме $\text{Па}7 \cdot 10^{-3}$ суть которого заключалась в реализации цикла “нагрев – охлаждение – нагрев”. Каждый очередной нагрев образца сопровождался повышением конечной температуры. Экспериментальные результаты приведены на рис. 1–5.

В экспериментах по исследованию структурных термических превращений котельных сталей 12Х1МФ, Ст. 10, 0Х18Н10Т (рис. 1) получены зависимости средних линейных термических расширений α кристаллических решеток от температуры, которые для стали 12Х1МФ и Ст. 10 находятся в диапазоне справочных значений α, составляющих 10…20 · 10^{-6}, 1/град [6]. Для стали 0Х18Н10Т при температуре 600 °С наблюдаются отклонения от справочных данных при $\alpha = 31 \cdot 10^{-6}$, 1/град. Для всех исследованных сталей зависимости $\alpha = f(T)$ носят аномальный характер, заключающийся в нелинейности, немонотонности полученных кривых. Аномальные расширения кристаллических решеток для стали 0Х18Н10Т наблюдаются в области температур 200, 400 и 600 °С; для стали 12Х1МФ – при температурах 420 и 635 °С; для стали 10 в первом термоцикле при температурах 400, 550, 600 °С, во втором термоцикле – в диапазоне температур 500…600 °С, в третьем термоцикле – при температуре 400 °С. Второй и третий термоциклы для стали 10 на рис. 1 не приведены.

Обращает на себя внимание, что температуры кристаллизации аморфных сплавов на основе железа, протекающей в две стадии, равные 449 и 538…550 °С [7], весьма близки к температурам наблюдаемых максимумов пиков термических деформаций (рис. 1). Гипотеза о природе аномальных скачков термических деформаций, названных по виду кривых λ-аномалиями [1], базируется в данной работе на предположении установления иного порядка в расположении атомов в межзеренных границах при термоциклировании, т.е. основой микроэффекта являются процессы "разупорядочение – упорядочение", или перекристаллизация структуры полукристаллической границы.

Температура максимума пика термических деформаций является критической температурой. Максимум пика термических деформаций сохраняется весьма долго при данной температуре: она как бы является равновесной, когда существует равновесие между силами, вызывающими упорядочение, и разориентирующими силами тепловых колебаний атомов. При превышении температуры равновесие нарушается в результате тепловых колебаний атомов, и наблюдается правая ветвь λ-аномальной кривой термических деформаций. При температуре ниже критической амплитуда тепловых колебаний атомов мала и не обеспечивает достаточно больших сдвигов для создания устойчивых связей атомов.

Сам процесс кристаллизации в границах обусловливается уменьшением поверхности границ, перемещением атомов в границах, перемещением атомов кристаллического зерна вслед за межзеренной границей, и этот эффект часто наблюдают в экспериментах как миграцию границ зерен.

Перемещение атомов в границах в процессе кристаллизации и образование более компактных участков границ зерен осуществляется по механизму обмена местами с вакансиями, так что при этом возникает направленный поток вакансий по границам зерен, в зерно и к поверхности.

О наличии свободных объемов, возникающих в процессе кристаллизации, свидетельствует увеличение

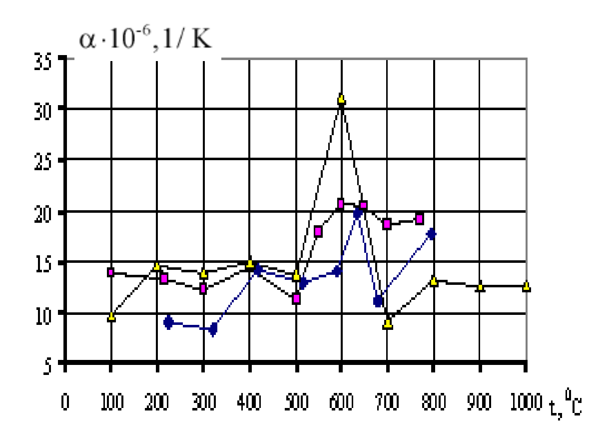


Рис. 1. Линейные термические расширения кристаллических решеток энергетических сталей:

сталь 12Х1МФ; сталь 10 (1термоцикл); сталь 0Х18Н10Т

максимального коэффициента термических линейных расширений во втором термоцикле испытаний с 21 до $23 \cdot 10^{-6}$ 1/град, так как возникающие свободные поверхности устраняют стесненность зерен со стороны границ.

Наличие λ-аномалий во втором термоцикле испытаний свидетельствует о воспроизводимости процессов перекристаллизации в границах зерен. Процесс кристаллизации, по-видимому, можно осуществить длительным отжигом при температуре кристаллизации.

Во втором термоцикле процессы перекристаллизации также происходят в две стадии, наблюдаются два пика на кривой линейных термических расширений. Возобновляемые во втором термоцикле скачки линейных термических расширений кристаллических решеток связаны, по видимому, с тем, что первый термоцикл заканчивался неполной аустенизацией стали. Обратный $\gamma \rightarrow \alpha$ переход аустенита сформировал в границах сходственные с исходной структуры, хотя температуры пиков смещены по сравнению с температурами пиков в первом термоцикле. Это объясняется тем, что после первого термоцикла границы зерен уже не являются прежними: изменилась степень их кристалличности, структура, кристаллографическая ориентация, химический состав. Наличие пористости в границах, существенное повышение диффузионной активности примесных атомов – углерода, азота, серы – приводит к их сегрегации на свободных поверхностях. Это обстоятельство отмечается в многочисленных публикациях, связывается с выпадением избыточных фаз при данных температурах – карбидов, сульфидов, нитридов, оксисульфидов, карбонитридов и т.д. Выпадением этих фаз в данных работах и объясняется наблюдаемая хрупкость зерен и границ зерен при данной температуре (температуре термического скачка).

После полной аустенизации стали в конце II термоцикла аномалия наблюдается при 400 °С.

Уменьшение параметра элементарной ячейки холодного металла после нагревов в первых двух термоциклах может свидетельствовать лишь о том, что межзеренные границы, или так называемая аморфизированная матрица, достаточно развита в общей макроструктуре стали. Ее кристаллизация сопровождается уменьшением ребра куба альфа-фазы в границе, так как элементарные ячейки зерна, связанные с атомами границы, имеют упругость, т.е. обладают определенной длиной связи, при которой эта ячейка еще может существовать. При увеличении этой деформации должен наблюдаться разрыв связей с образованием свободных поверхностей. Процесс кристаллизации зависит от времени и может протекать и при более низких температурах самопроизвольно, подобно тому, как в аморфном стекле образуются со временем отдельные кристаллические зоны. Поэтому процессы кристаллизации в границах зерен будут непрерывно приводить к разрыву межатомных связей и постоянно нарастающему порообразованию. Одновременно протекающий распад альфа-твердого раствора при термических нагрузках с течением времени приведет к сегрегации примесей в свободных объемах (порах) – графитизации.

В третьем термоцикле после существенной ползучести в двух первых термоциклах наблюдается незначительная, так называемая длительная ползучесть, которая в дальнейшем и определит ресурс стали при температуре длительной эксплуатации (~350 °С).

Таким образом, изложенные результаты температурных структурных измерений параметра кристаллической решетки сталей дают основания предполагать следующее.

1. Аномалии линейных термических расширений связываются с особым устройством межзеренных границ, обладающих элементами упорядоченности – ближним порядком в расположении атомов, когда отсутствует дальний порядок, и простой трансляцией атом одной области упорядочения не может попасть в свой узел в другой области.
2. Аномальные термические линейные расширения вызваны перекристаллизацией структуры границ.
3. Перестройка структуры границ формально эквивалентна фазовому переходу II рода (упорядочение, разупорядочение, магнитные переходы), вместе с тем носит признаки фазового перехода I рода, т.к. проявляется в скачке термических деформаций и скачкообразном изменении параметра кристаллической решетки при достаточно определенной температуре, что характерно для любого фазового перехода I рода.
4. Кристаллизация сопровождается сжатием объемов границ зерен с уменьшением их свободной энергии.
5. Сжатие объемов границ приводит к образованию свободных поверхностей путем разрыва межатомных связей – к порообразованию.
6. Образующиеся поры "диффундируют" в сторону, обратную сжимающимся границам, образуют цепочки пор на всех этапах эксплуатации металла.
7. Процесс кристаллизации границ контролируется временем и температурой.
8. Кристаллизация границ выступает источником

порообразования и эффективным местом стока дефектов и атомов внедрения типа углерода, вызывая графитизацию.

9. Порообразование при кристаллизации и явление графитизации снижают прочностные свойства сталей. Снижение прочностных свойств особенно сильно проявляется при температурах термического скачка и выражается в виде внезапно наступающих хрупких разрушений.

Принимая во внимание выявленные аномалии температурных расширений в кристаллических решетках трубных сталей и сопровождающие их внутренние напряжения, по другому смотрятся проблемы, связанные с хрупким разрушением и межкристаллитной коррозией, поскольку они объединены характерными общими температурными точками.

Представленная на рис. 2 зависимость собственных внутренних напряжений от температуры отжига в образце стали 12Х1МФ, возникающих в пределах зерна между областями когерентного рассеяния (кристаллитами), определена по "размытию" дифракционных линий, т.е. по изменению истинного физического уширения профилей линий с учетом одновременного влияния на это уширение как дисперсности кристаллитов, так и возникающих в процессе отжига микронапряжений.

Смысл представленной на рис. 2 величины σ_{II} заключается в том, что упругая деформация подчиняется закону Гука, и для трехосного растяжения закон Гука записывается в следующей форме [7]:

$$\varepsilon_1 = \frac{1}{E}\left[\sigma_1 - \mu\left(\sigma_2 + \sigma_3\right)\right]; \;\; \varepsilon_2 = \frac{1}{E}\left[\sigma_2 - \mu\left(\sigma_1 + \sigma_3\right)\right];$$

$$\varepsilon_3 = \frac{1}{E}\left[\sigma_3 - \mu\left(\sigma_1 + \sigma_2\right)\right],$$

где σ_1, σ_2, σ_3 – главные напряжения; ε_1, ε_2, ε_3 – относительные линейные деформации по направлениям действия соответствующих главных напряжений.

При плоско-напряженном состоянии деформации пропорциональны сумме главных напряжений $(\sigma_1 + \sigma_2)$, если напряжение в направлении, перпендикулярном поверхности, т.е. σ_3, равно нулю [8]. Здесь [8] показано, что для массивных образцов эта величина имеет некоторое конечное значение, т.к. всегда имеет место объемно-напряженное состояние. Но в рентгеновской дифракции, когда напряжения определяются практически на поверхности, эта величина пренебрежимо мала. Поэтому в данной работе определяется сумма главных напряжений $(\sigma_1 + \sigma_2)$, т.к. раздельное определение этих величин приводит к весьма существенным методическим сложностям, более простые методики раздельного определения этих напряжений, как отмечается [8], дают столь большую погрешность, что они не находят практического применения.

Отметим основные черты полученной зависимости.

1. В процессе нагрева исследуемого образца собственные внутренние напряжения претерпевают существенные перераспределения.
2. Перераспределение внутренних напряжений от растягивающих (+) до сжимающих (–) происходит через полную разрядку напряжений (релаксацию), когда упругие свойства образца становятся равными нулю, и сталь обладает максимальной пластичностью, не сопротивляясь изменению объема или формы, т.е. в этих точках предел текучести стали, характеризующий сопротивление пластическому деформированию, резко снижается.
3. Релаксация внутренних напряжений наблюдается при температурах 350, 575, 610, 635 °С, следовательно, данные температуры могут считаться опасными с точки зрения возможного вязкого течения металла.
4. Каждый переход кривой через нуль при дальнейшем повышении температуры испытаний приводит к тому, что вследствие микропластических деформаций происходит упрочнение, увеличение упругой части общих деформаций, пластические свойства при этом минимальны, значит, максимально сопротивление пластическому деформированию.
5. Температурные точки 350, 575, 610, 635 °С являются критическими и характеризуют переход пластичного металла в хрупкую область.
6. Максимальная сопротивляемость пластическому деформированию наблюдается при температуре 420 °С и в диапазоне температур 590…610…635 °С, в особенности при 420 °С, когда предел упругости достигает 600 МПа. Данные температуры могут считаться эксплуатационно опасными, поскольку, при наличии внешних напряжений, давлений и температур, металл может быть хрупко разрушен раньше, чем дислокации обеспечат достаточные сдвиги.
7. Хрупкие разрушения в перечисленных температурных точках касаются внутризеренного межкристаллитного растрескивания, не столь опасного для эксплуатационной прочности металла, как зональные напряжения I рода, т.к. микротрещины, возникающие в пределах кристаллитов и имеющие нанометрические размеры, способны тормозиться на всевозможных барьерах, одним из которых является граница, например, граница другого кристаллита или граница зерна, двойниковая граница или перлитная зона в ферритно-перлитной матрице [9].
8. Межкристаллитное растрескивание может стать весьма опасным в зависимости от имеющихся в образце текстур, когда возникшая трещина начнет развиваться в пределах нескольких благоприятно ориентированных зерен по отношению к внешнему напряжению, т.е. длина трещины будет зависеть от распределения зерен по ориентировкам [9].
9. После 513 °С (рис. 2) опасность хрупкого межкристаллитного растрескивания может наблюдаться при температурах 590 и 635 °С. При этих же температурах металл обладает высокой пластичностью, постоянно релаксирует, и хрупкость может объясняться явлениями микронаклепа. Однако при этих температурах изменяются текстуры, что следует из анализа относительных интенсивностей дифракционных

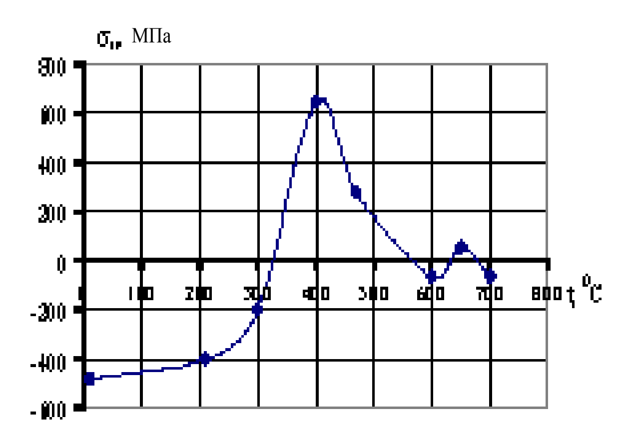


Рис. 2. Кристаллитные микронапряжения в образце трубной стали 12Х1МФ

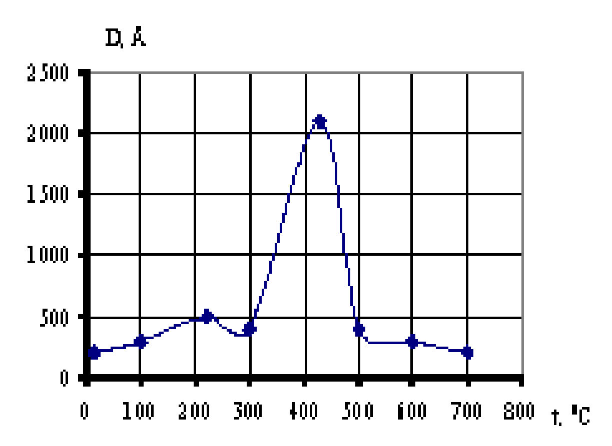


Рис. 3. Изменение размера кристаллитов при нагреве образца трубной стали 12Х1МФ

линий при расчете размеров зерен, мозаичность внутри зерен нарушается, и сглаживается опасность распространения микротрещин между благоприятно ориентированными кристаллитами. Микротрещины будут тормозиться на порогах – границах.

На рис. 3 представлена зависимость изменения размеров кристаллитов от температуры отжига исследуемого образца, которая подтверждает вышесказанное, а именно, в диапазоне температур 323…513 °С наблюдается резкое изменение размеров кристаллитов. Максимальный размер в 2006 Å зафиксирован при температуре 420 °С, т.е. после температуры максимальной пластичности стали 350 °С, когда материал перестает сопротивляться формоизменению. После температуры 420 °С, которая определена как самая опасная с точки зрения возможных хрупких разрушений, наблюдается диспергирование кристаллитов до практически исходного значения.

На рис. 4 представлена зависимость внутренних макронапряжений I рода (зональных) в зависимости от температуры отжига стали.

Если микронапряжения II рода (кристаллитные) определялись по истинному физическому уширению дифракционных линий, которое в рентгеновском анализе является датчиком наличия такого рода микронапряжений, то зональные напряжения фиксируются и определяются непосредственно по смещению дифракционных линий, т.е. по изменению параметра элементарной ячейки. Следовательно, это разные напряжения и характеризуют они разные свойства разных зон материала. Зональные напряжения возникают при изготовлении изделий – прокатке, правке, под влиянием неоднородного нагревания или охлаждения, при фазовых и структурных превращениях [8]. Они оказывают существенное влияние на свойства стали, могут привести к хрупкому разрушению металла, короблению, растрескиванию, увеличению растрескивания от коррозии и другим нежелательным явлениям. Ими определяются прочностные и эксплуатационные свойства стали.

Как следует из рис. 2, 4 поведение напряжений I и II рода отличается друг от друга только в точках, характеризующих λ- аномальные скачки термических линейных деформаций, следующим образом.

1. Зональные напряжения в точке первого термического λ- аномального скачка (420 °С) не возникают, и составляют 332 МПа (микронапряжения II рода равны при этом 600 МПа). Следовательно, если возникновение зональных напряжений объясняется фазовыми или структурными превращениями, то эти превращения не затрагивают межзеренные границы, а касаются только сугубо внутризеренных процессов, уравновешивающихся в объеме кристаллита или нескольких кристаллитов.
2. Зональные напряжения возникают сразу же после температуры 517 °С и снимаются при температуре порядка 650 °С, после чего вновь растут при температуре 679 °С со сменой знака действующих напряжений.
3. Зональные напряжения особенно ярко проявляются при температуре второго λ- аномального скачка термических линейных деформаций – 635 °С, что свидетельствует о неоднородном упругом деформировании различных межзеренных участков образца, поскольку на эту же температуру (635 °С) микронапряжения II рода отзываются слабо.
4. Анализ размеров зерен, рис. 5, показывает, что при релаксации зональных напряжений размеры зерен не измельчаются, но растут от 3385 Å до 9020 Å при температурах 517 и 679 °С соответственно, это, в свою очередь, также свидетельствует, что макронапряжения действуют в межзеренных границах между сросшимися и несросшимися зернами, т.е. об их зональном характере.
5. Развитие высоких уровней макродеформаций в межзеренных границах, доходящих до 480 МПа, может привести к образованию трещины, сопоставимой с диаметром зерна – 0,3…0,5…0,7 мкм (температуры 517, 590, 635 °С соответственно). Примерно такого размера достигают поры критического размера в стали 12Х1МФ(0,3…0,7 мкм) [10], когда сталь считается исчерпавшей свой ресурс.
6. Образование такой трещины может быть обосновано

тем, что при определенном распределении ориентировок между зернами трещина может приобрести магистральный характер. Наиболее опасный для этого диапазон температур – 517…650 °С.

Попытка объяснить полученные результаты основана на модели слоистой структуры кристаллитов.

Обращаясь вновь к рис. 2, отметим, что основные термические превращения в кристаллитах происходят в области первого термического λ- аномального скачка термических линейных деформаций кристаллических решеток, а именно в диапазоне 225…517 °С, и, в то же время, в диапазоне температур промежуточных превращений из аустенита, так называемых бейнитных превращений, точки "d" (200 °С) и "е" (450…500 °С) Чернова. При этом в том же диапазоне температур (рис. 3) происходит увеличение размера кристаллитов (2006 Å) с последующим его измельчением до исходного значения. Это позволяет предположить, основываясь на модели слоистой структуры кристаллитов, что слои могут быть последовательно сформированы в той именно последовательности, в какой происходят аустенитные превращения: тело кристаллита – перлит, за которым следует прослойка сорбита, окруженная прослойкой троостита и верхнего бейнита. Верхний бейнит лежит внутри кристаллита. Формирование отдельного кристаллита заканчивается структурой нижнего бейнита, которая и является границей кристаллита и межкристаллитной границей.

Термический распад нижнего бейнита, как границы, эквивалентен растворению границы и приводит, с одной стороны, к постепенной релаксации внутренних напряжений от 410 МПа до нуля, с другой стороны, к слиянию зерен за счет термических линейных деформаций кристаллических решеток при отсутствии стесненности кристаллитов со стороны границ. Последствием слияния зерен, в свою очередь, является рост внутренних напряжений, поскольку это слияние не является однородным в теле зерна; не все кристаллиты сливаются, это привело бы к их аномальному росту, что экспериментально не наблюдается. Изменение знака напряжений может быть объяснено только на основе анализа продуктов такого распада, соотношения удельных объемов образующихся фаз и их коэффициентов линейных термических расширений.

Когда в точке 420 °С достигаются, с одной стороны, температурные условия, с другой стороны, необходимые деформации (600 МПа), осуществляется распад структур верхнего бейнита, которые при объединении кристаллитов оказались внутри новых блоков. Это приводит к их диспергированию до исходного уровня и падению напряжений (517 °С). Процессы роста-диспергирования кристаллитов сопровождаются микротрещинообразованием.

Как мы полагаем, за дальнейшие термические процессы в образце стали при температуре от 517 до 590 °С с релаксацией напряжений при 575 °С и в диапазоне температур 590…635 °С с релаксацией при 610 °С отвечает трансформация трооститной структуры кристаллита, являющейся теперь, после распада верхнего бейнита, границей кристаллита. Почему два структурных перехода приписываются здесь трооститу? Во-первых, все перлитные структуры могут быть зернистыми или пластинчатыми [2], во-вторых, не исключено их совместное присутствие и, наконец, очень близки температуры двух структурных превращений, что может говорить в пользу какой-то одной составляющей, например, троостита, но с несколько разными структурами, а, следовательно, и свойствами. И потом, мелкие кристаллики более термодинамически неустойчивы, чем более крупный сорбит, распад которого должен произойти при более высокой температуре.

Распад сорбита, по предположению, происходит в диапазоне температур 635…679 °С с релаксацией внутренних напряжений при 650 °С.

Так как зональные макронапряжения возникают в диапазоне предполагаемых структурных превращений сорбита, можно предположить, что межзеренные границы в данном образце стали 12Х1МФ сформированы мелкодисперсным перлитом – сорбитом.

Следует отметить, что предлагаемое объяснение – всего лишь модель или предположение, но базирующееся на общепринятых представлениях о механизмах

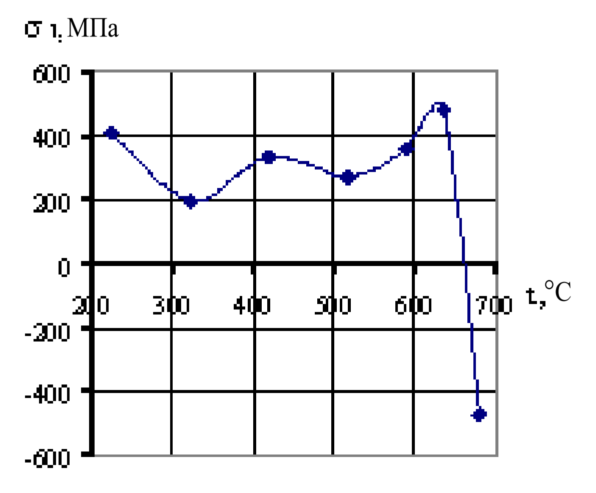


Рис. 4. Изменение зональных напряжений в образце трубной стали 12Х1МФ при нагреве

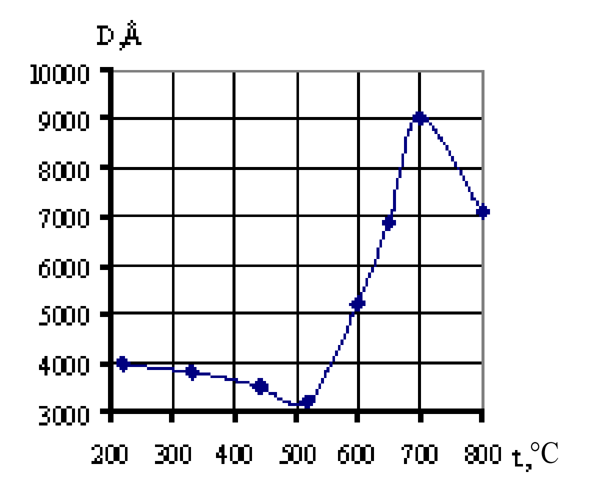


Рис. 5. Изменение размеров зерна трубной стали 12Х1МФ в процессе нагрева

кристаллизации и термических структурных превращениях в стали, которое, в целом, не противоречит ни общепринятым представлениям, ни полученным экспериментальным фактам.

Выводы

1. Прочностные свойства стали зависят от внутреннего структурно-напряженного состояния, изменяющегося в процессе термоциклического отжига.

2. Характеристиками структурно-напряженного состояния являются линейные термические деформации кристаллических решеток, микронапряжения II рода и зональные макронапряжения I рода.

3. Максимальные уровни микронапряжений II рода развиваются в образце стали 12Х1МФ при температуре 420 °С и достигают 600 МПа, превосходя $\sigma_в$ для этой марки стали при данной температуре, примерно равное $\sigma_в =$ [illegible] МПа.

4. Кристаллитные микронапряжения II рода приводят к микротрещинообразованию внутри зерна между кристаллитами, являясь предпосылкой межкристаллитной коррозии.

5. Зональные макронапряжения I рода в межзеренных границах начинают преобладать, когда тело зерна становится пластичным, что сопровождается неоднородным слиянием зерен, и достигают максимума при 635 °С, равного 480 МПа. В окрестностях этой точки внутренние зональные напряжения превосходят временное сопротивление разрыву для данной температуры ($\sigma_в = 230$ МПа), что может приводить к образованию магистральных трещин и транскристаллитной коррозии.

6. Изменения состояния стали от хрупкого до пластичного сопровождаются релаксацией внутренних напряжений, которая связывается с фазовыми переходами, выражающимися в изменении структурных составляющих стали под влиянием термических нагрузок.

7. Максимумы неоднородных линейных термических деформаций кристаллических решеток (λ-аномалии) соответствуют максимумам напряжений I и II рода.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Финкель В.А. Высокотемпературная рентгенография. – М.: Металлургия, 1968. – 204 с.
2. Гуляев А.П. Металловедение. Учебник для вузов. 6-е изд., перераб. и доп. – М.: Металлургия, 1986. – 544 с.
3. Селиванов В.Н., Смыслов Е.Ф. Анализ полидисперсности при аппроксимации рентгеновского дифракционного профиля функцией Фойгта // Заводская лаборатория. – 1991. – № 7. – С. 28–29.
4. Селиванов В.Н., Смыслов Е.Ф. Простой метод расчета распределения микродеформаций и размеров кристаллитов при анализе уширения профилей рент-геновских линий // Заводская лаборатория. – 1993. – № 6. – С. 36–38.
5. Горелик С.С., Расторгуев Л.Н., Скапов Ю.А. Рентгенографический и электрооптический анализ. – 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Металлургия, 1970. – 366 с.
6. Промышленные печи: Справочное руководство для расчетов и проектирования. – 2-е изд., дополн. и перераб. / Под ред. Е.И. Казанцева. – М.: Металлургия, 1975. – 368 с.
7. Металловедение и термическая обработка стали: Справ. изд. в 3-х т. / Под ред. М.Л. Бернштейна,

А.Г. Рахштадта. – 4-е изд., перераб. и доп. – Т. 1. Методы испытаний и исследования. – М.: Металлургия, 1991. – 462 с.

8. Рентгенография в физическом металловедении / Под ред. Ю.А. Багаряцкого. – М.: Гос. научно-техн. изд-во лит. по черной и цветной металлургии, 1961. – 368 с.
9. Миллер К.Ж. Усталость металлов – прошлое, настоящее и будущее // Заводская лаборатория. – 1994. – № 3. – С. 31–44.
10. Гофман Ю.М. Оценка работоспособности металла энергооборудования ТЭС. – М.: Энергоатомиздат, 1991. – 136 с.

УДК 536.2:532/533; 532.516